

AB  
①

**08-288220**

01.11.1996

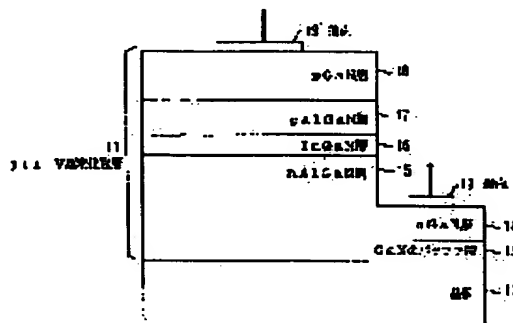
H01L 21/203  
C30B 29/24  
C30B 29/38  
H01L 21/20  
H01L 21/205  
H01L 33/00  
H01S 3/18

(71)Applicant : AT & T IPM CORP  
(72)Inventor : BRANDLE CHARLES D  
BUCHANAN DENIS N  
HARTFORD JR ELLIOT H  
SCHNEEMEYER LYNN  
FRANCES

Priority number : 95 403329    Priority date : 14.03.1995    Priority country : US

**(57)Abstract:**

**SOLUTION:** A substrate 12 is a substantially single crystal material having a general structural formula  $\text{RAO}_3 (\text{MO})_n$ , where R is one or a plurality of elements selected from a group of Sc, In, Y and lanthanum base element, and A is one or a plurality of elements selected from a group of Fe, Ga and Al, and M is one or a plurality of elements selected from a group of Mg, Mn, Fe, Co, Cu, Zn and Cd, and (n) is an integer of not less than one. A single crystal substrate material has a crystal structure of  $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  or  $\text{InFeO}_3 (\text{ZnO})_n$  and substantially incommensurate by not more than  $\pm 5\%$  with nitride semiconductor material.



[Date of request for examination] 08.09.1998  
[Date of sending the examiner's decision]

of rejection]

[Kind of final disposal of application other  
than the examiner's decision of rejection  
or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3115814

[Date of registration] 29.09.2000

[Number of appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against  
examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-288220

(43) 公開日 平成8年(1996)11月1日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
H 0 1 L 21/203			H 0 1 L 21/203	Z
C 3 0 B 29/24		7202-4G	C 3 0 B 29/24	
29/38		7202-4G	29/38	C
		7202-4G		D
H 0 1 L 21/20			H 0 1 L 21/20	

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 6 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平8-39556

(22) 出願日 平成8年(1996)2月27日

(31) 優先権主張番号 4 0 3 3 2 9

(32) 優先日 1995年3月14日

(33) 優先権主張国 米国 (U S)

(71) 出願人 595119464

エイ・ティ・アンド・ティ・アイピーエム・コーポレーション

アメリカ合衆国、33134 フロリダ、コーラル ゲーブルズ、ボンズ ド レオン  
ブウルヴァード 2333

(72) 発明者 チャールズ デビット、ブランドル

アメリカ合衆国、07920 ニュージャージー  
ー パスキングリッジ コパーゲイトドライブ 20

(74) 代理人 弁理士 三俣 弘文

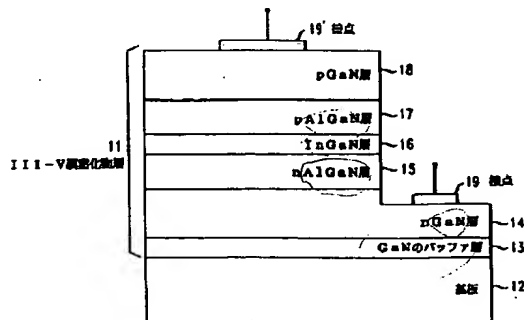
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 基板上に I I I - V 属窒化物半導体材料を有する素子

(57) 【要約】

【課題】 基板上にヘテロエピタキシャル成長させた I I I - V 属窒化物半導体材料を有する光電子物品を提供する。

【解決手段】 本発明の光電子物品は、一般構造式  $RAO_3(MO)_n$  のほぼ単一結晶材料の基板からなる。ここで R は、Sc, In, Y とランタン系元素 (原子番号 67-71) から通常選択される三価の元素で、A は、Fe (I I I), Ga と Al から通常選択される三価の元素で、M は、Mg, Mn, Fe (I I), Co, Cu, Zn, Cd から通常選択される二価の元素で、n は 1 以上 9 以下の整数である。ここで  $YbFe_2O_4$  構造型の場合には、 $RAMO_4$  ( $n=1$ ) 化合物を指し、 $InFeO_3$  ( $ZnO$ ) $_n$  構造の場合には  $RAO_3(MO)_n$  ( $n=2$  以上) を指称する。実質的に単結晶基板材料は、六方晶系の結晶構造  $YbFe_2O_4$  あるいは  $InFeO_3$  ( $ZnO$ ) $_n$  の構造型でその格子定数 a は I I I - V 属窒化物半導体材料の所望の 1 つ (例、GaN) と格子不整合が ± 5 % 以下となるよう選択される。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 基板(12)上にエピタキシャル成長して堆積したIII-V属窒化物半導体材料を有する素子において、

(a) 前記基板は、一般構造式 $RAO_3(MO)_n$ のほぼ実質的に単結晶材料であり、ここでRはSc, Tn, Yとランタン系元素(原子番号67-71)から選択された1つあるいは複数の元素で、AはFe(III), Ga, Alの1つあるいは複数の元素で、MはMg, Mn, Fe(II), Co, Cu, Zn, Cdの1または複数でnは1以上の整数であり、

(b) 前記実質的に単結晶基板材料は、 $YbFe_2O_4$ 構造型あるいは $InFeO_3(ZnO)_n$ の構造型の結晶構造を有し、

(c) 前記実質的に単結晶基板材料は、III-V属窒化物半導体材料の格子定数aと±5%以下の格子不整合となるような格子定数を有することを特徴とする基板(12)上にエピタキシャル成長したIII-V属窒化物半導体材料を有する素子。

【請求項2】 前記III-V属窒化物半導体材料は、Ga<sub>2</sub>N, AlN, InN, GaAlN, GaInN, AlInN, GaAlInNと窒素の一部をAsあるいはPで置換した窒化物から選択された材料を含むことを特徴とする請求項1の素子。

【請求項3】 nは9以下であることを特徴とする請求項1の素子。

【請求項4】 nは3以下であることを特徴とする請求項3の素子。

【請求項5】 n=1であることを特徴とする請求項4の素子。

【請求項6】 前記実質的に単結晶基板材料は、ScGaMgO<sub>4</sub>, InGaMgO<sub>4</sub>, ScAlMnO<sub>4</sub>, ScAlCoO<sub>4</sub>, ScAlMgO<sub>4</sub>, InAlMgO<sub>4</sub>から選択された材料であることを特徴とする請求項5の素子。

【請求項7】 前記III-V属窒化物半導体材料は、III-V属窒化物半導体材料からなる少なくとも第1層と第2層とを含む層構造で前記第1層と第2層とは組成物が異なり前記層の少なくとも1つはドーパされた半導体材料であることを特徴とする請求項1の素子。

【請求項8】 前記層構造を介して電流が流れるような接点(19, 19')をさらに有することを特徴とする請求項7の素子。

【請求項9】 前記素子は、半導体レーザあるいはLEDであることを特徴とする請求項8の素子。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、広バンドギャップ半導体材料(GaN, AlN, InNとこれらの合金)とに関し、特に基板上にエピタキシャル成長した半導体

材料を有する素子例えばLED, レーザ, トランジスタ, 表示装置, 検出機等に関する。

## 【0002】

【従来の技術】III-V属窒化物は、青色波長および赤外線波長における半導体光電子素子のアプリケーションに対する有望な系として見なされてきた。例えばこれに関しては、S.Strite et al., J. Vacuum Science and Technology B, Vol.10(4), p.1237 (1992)を参照のこと。

【0003】1960年以来III-V属窒化物に関する沢山の研究が成されてきたが、適当な基板材料が得られないためにその進展はなかった。例えば、通常多く使用される基板材料(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>即ちサファイア)は、GaNと-1.35%の格子不整合がある。ここで、格子不整合とは、 $(a_s - a_f) / a_f$ で定義し、 $a_s$ は基板の格子定数で、 $a_f$ はその上に形成されるフィルムの格子定数とする。以下特に断りがない限り格子不整合の値とは20℃におけるものを意味する。

【0004】多くの材料が基板として用いるために開発されてきた。これに関しては、例えば前掲の論文のセクションBを参照のこと。前掲の論文の表1には、窒化物製基板の特性がリストに掲げられている。これらのかなりの努力にも係わらず、整合性の余りよくない基板上にヘテロエピタキシャル成長をさせる必要性が、今日の研究者に大きなチャレンジ精神を与えている。これに関しても、前掲の論文セクションXの第1パラグラフを参照のこと。さらにまた、M.E.Lin et al., Applied Physics Letters, Vol.62(26), p.3479 (1993)によれば、窒化物研究に対する別の主要な問題は、窒化物と熱的にも構造的にも適合可能な適当な基板材料が存在しないことであると報告されている。前掲のStrite et al.の論文は、最近市販されるようになった別の基板材料である、SiC, MgOあるいはZnOが窒化物に対し、熱的整合性、格子整合性が改良された結果優れた材料となると予言している。前掲のLin et al.の論文では、

(現在市販されている)6H-SiCとAlN(あるいはGaN)との間の格子不整合は無視できる程度であるため、SiCが窒化物を成長させるようなよい候補であると述べている。SiCと窒化物との間の格子不整合は、それでも-3.1%もある。

【0005】しかしこのSiC製の基板は表面の不動態化処理を必要とする。さらに市販のSiCウェハは、非常に高価で1インチ(2.54cm)の直径のウェハでもそのコストは数千ドル(数10万円)である。基板上への高品質のIII-V属窒化物の市場における重要性の観点からすると、高品質のウルツ鉱(wurtzite)III-V属窒化物をヘテロエピタキシャル成長させるような比較的値段の安い基板材料を開発することが望まれている。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】したがって本発明の目的は、III-V属窒化物がヘテロエピタキシャル成長できるような比較的値段の安い基板材料を提供することである。III-V属窒化物例えばGaNは、ウルツ鉱構造あるいは閃亜鉛鉱石(zinc-blende)構造を有するが、本発明はウルツ鉱構造に関連するものである。

【0007】S. 中村は、(Materials Research Society Symposium Proceedings, Vol.339, p.173, (1994))の文献において、サファイア基板上に成長させたInGaN/AlGaNの二重ヘテロ構造からなる青色放射LEDを開示している。このようなLEDが市販されたことは最近報告されている。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明は特許請求の範囲に記載した通りである。本発明は基板上にウルツ鉱型のIII-V属窒化物半導体材料を実質的にエピタキシャル成長させた素子である。

【0009】ここで「実質的にエピタキシャル成長させた状態」とは、結晶III-V属窒化物材料のほぼ全ての結晶軸方向が基板の結晶軸方向により決定されることを意味する。完全にエピタキシャル成長したフィルムにおいては、そのフィルム材料の全ては、基板の結晶軸方向の唯一の変換により正確に与えられる結晶軸方向を有する。このような理想状態は、実際問題としては決して達成できるものではない。実際に本発明を適用するに当たっては、実質的に「ほぼエピタキシャル状態」の存否はX線ピークの角度幅を例えばロッキングカーブ(rocking curve)あるいはファイスキャン(phi scan)により測定することにより容易に確認できる。本発明においては、以下の3条件が存在する場合には実質的にエピタキシャル状態であると定義する。

- i) 窒化物の(002)ピークのロッキングカーブは、その半値全幅(FWHM)が2°以下である。
- ii) 窒化物の(102)ピークのファイスキャンは2°以下である。
- iii) 他の方向におけるこれらのピークの全ウェイトが、これらのピークの全ウェイトの2%以下である。これらはCuK $\alpha$ 放射を用いた従来のX線技術によって決定される。

【0010】本発明の素子は、一般構造式 $RAO_3(MO)_n$ のほぼ単一結晶材料の基板からなる。ここでRは、Sc, In, Yとランタン系元素(原子番号67-71)から選択される三価の元素で、Aは、Fe(III), GaとAlから選択される三価の元素で、MはMg, Mn, Fe(II), Co, Cu, Zn, Cdから選択される二価の元素で、nは1以上9以下の整数で好ましくは3以下の整数である。ここでYbFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>構造型の場合には、 $RA(MO)_4$ (すなわちn=1)化合物を指し、InFeO<sub>3</sub>(ZnO)<sub>n</sub>構造の場合には、 $RAO_3(MO)_n$ (n=2以上)を指称する。

【0011】実質的に単結晶基板材料は、六方晶系の結晶構造YbFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>あるいはInFeO<sub>3</sub>(ZnO)<sub>n</sub>の構造型で、その格子定数aはIII-V属窒化物半導体材料の所望の1つ(例えばGaN)と格子不整合が±5%以下となるような(好ましくは±2%以下)となるよう選択される。ここに述べる基板材料は、その材料が大きな角即ち2°以上の粒界(grain boundaries)を有さない場合には実質的に単結晶であるとする。

【0012】ここでAlN, GaN, InNの格子定数aは、それぞれ0.311, 0.318, 0.353である。そのため格子定数aが0.311から0.353nmの(六方晶系)材料に完全に格子整合する合金組成が存在することになる。光電子素子用の好ましい窒化物組成物は、0-70%のInを含みこれは、約0.343nmもの大きな格子定数aに対応するものである。本発明による基板は、その格子定数aは、0.318nmであるが、aが0.318nm以下の材料を除去するものではない。

【0013】代表的で現在の所好ましい基板材料は、ScAlMgO<sub>4</sub>でGaNとのこの格子不整合は、1.8%以下である。

【0014】III-V属窒化物半導体材料は、GaN, AlN, InN, GaAlN, GaInN, AlInN, GaAlInNからなるグループから選択されたものでドーパントの有してもいなくてもあるいはNの代わりにAsあるいはPの小量(通常10重量%以下の溶解度まで)を置換してもしなくてもよい。組成物(例えばGaInN)は、Ga, In, Nの等しいモル量だけの存在を意味するのではGa<sub>x</sub>In<sub>1-x</sub>Nを意味する。通常二層以上のヘテロエピタキシャル層を有し、これらは、格子整合しているかあるいは歪んだ状態となっている。ある量の窒化物半導体材料を有する素子は、通常その層を介して流れる電流用の接点を有する。

【0015】LiGaO<sub>2</sub>とLiAlO<sub>2</sub>はウルツ鉱型のIII-V属窒化物半導体の半導体を基板として機能する。これらの材料の基板は、本明細書に開示した他の新規の材料と同様な方法で用いることができる。

【0016】

【発明の実施の形態】従来技術の項で説明したように、高品質のIII-V属窒化物半導体材料がエピタキシャル成長できるような基板材料を発見する努力が長年行われてきた。このような歴史的観点からすると、III-V属窒化物半導体用の基板として用いることのできる金属酸化物の群を発見したことは我々にとっても意外なものである。このような酸化物そのものは個体物理学者にとっては公知なものであるが、そのIII-V属窒化物用の基板としての利用性は従来認識されていなかったものである。

【0017】すでに公知のように実質的な格子整合は、ある材料を他の材料の上にエピタキシャル成長するため

に必要な要件である。しかし実質的な格子整合は、唯一の要件ではない。化学的適合性および構造的適合性も必要とされる。さらに基板材料の適当な結晶面は、比較的低いエネルギー面 (low-energy plane) であることは極めて望ましいことである。例えば  $\text{MgO}$  の (111) 面は、 $\text{GaN}$  と比較的良好に格子整合 (−6.4%) する。しかし  $\text{MgO}$  の (100) 面は (111) 面よりもはるかに低い表面エネルギーを有し、へき開と結晶成長の両方の観点から (111) 面を形成することは極めて難しいことである。したがって、 $\text{MgO}$  をウルツ鉱型の I I I − V 属窒化物半導体の成長用の基板として用いることは難しい。

【0018】 I I I − V 属窒化物半導体材料用の好ましい基板材料は、窒化物と同様な同一の結晶対称 (crystal symmetry) を有する低エネルギー面を有し、窒化物に対し良好な格子整合を有し (例えば、5% 以下好ましくは2% 以下)、さらにあらゆる集団温度に対し窒化物と化学的に適応性がなければならない。実際的な理由から単結晶基板材料は、比較的低コストの大きなウェハとして入手可能なものでなければならない。

【0019】  $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  構造型あるいは  $\text{InFeO}_3$  ( $\text{ZnO}$ )<sub>n</sub> の構造型の一般構造式  $\text{RAO}_3$  ( $\text{MO}$ )<sub>n</sub> を有するいくつかの酸化物は、上記の要件を満足するものである。上記の金属酸化物あるいはそれに関連する金属酸化物に関するデータは、N. Kimizuka et al., Journal of Solid State Chemistry, Vol. 78, p. 98 (1989) と N. Kimizuka et al., Journal of Solid State Chemistry, Vol. 74, p. 98 (1988) を参照のこと。

【0020】 例えば、前掲の1989年の N. Kimizuka et al. の論文の図1 a − d は  $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  構造型の沢山の化合物を開示している。 $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  構造型の現在の所好ましい化合物は、 $\text{ScGaMgO}_4$ ,  $\text{InGaMgO}_4$ ,  $\text{ScAlMnO}_4$ ,  $\text{ScAlCoO}_4$ ,  $\text{ScAlMgO}_4$ ,  $\text{InAlMgO}_4$  である。 $\text{InFeO}_3$  ( $\text{ZnO}$ )<sub>n</sub> 構造型の主要な化合物は、M. Isobe, Acta Cryst. C, Vol. 50, p. 332 (1994) に開示されている。ここに開示された化合物のいくつかは、n が19 と高いものである。実際には n に対する上限は存在しないが、n が9 以上の化合物は、本発明の目的のためには、有効ではない可能性があり、これは、n が9 以上の化合物でもってほぼ単結晶基板を形成することは困難だからである。実際の所我々が現在最も好ましい構造型化合物としては  $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  構造型 (n = 1) あるいは  $\text{InFeO}_3$  ( $\text{ZnO}$ )<sub>n</sub> 構造型で後者は n が2 あるいは3 である。

【0021】 1989年君塚他の論文の表2 からわかるように n が増加すると  $\text{InFeO}_3$  ( $\text{ZnO}$ )<sub>n</sub> の格子定数 a は、n = 1 に対しては、0.332 nm であるのに対し、n = 12 に対しては、0.327 nm となり、一方格子定数 c は、2.609 nm から 8.841 nm に増加する。このように n を適宜選択することにより、

エピタキシに関連する格子定数 a を選ぶことができる。

【0022】 I I I − V 属窒化物半導体の平衡構造はいわゆるウルツ鉱型構造でこれは六方晶系対称 (hexagonal symmetry) である。 $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  構造型と  $\text{InFeO}_3$  ( $\text{ZnO}$ )<sub>n</sub> 構造型は共に六方晶系である。さらに上記の構造型である一般構造式  $\text{RAO}_3$  ( $\text{MO}$ )<sub>n</sub> のいくつかの化合物は、I I I − V 属窒化物半導体の格子定数に近い値の格子定数を有する。例えば  $\text{ScMgAlO}_4$  と  $\text{LuFeZnO}_4$  のそれぞれの格子定数は a = 0.3236 nm と a = 0.3411 nm で、 $\text{ScMgAlO}_4$  は  $\text{GaN}$  に対して格子不整合は、わずか1.8% である。

【0023】  $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  型材料の結晶構造を解析した結果、これらの材料は、ウルツ鉱成長をサポートするが、その理由は、前者の酸素サブラティス (oxygen sublattice) は、ほとんど密閉 (close-packed) されており、これはサファイアや  $\text{MgO}$  のような岩塩構造酸化物とスピネルのようなウルツ鉱型である。さらにまた  $\text{YbFe}_2\text{O}_4$  型材料の  $\text{Fe}_2\text{O}_2$  層は、構造的にウルツ鉱内の対応層と極めて類似している。より一般的には一般構造式  $\text{RAO}_3$  ( $\text{MO}$ )<sub>n</sub> の化合物は、岩塩 (rock salt) 状層およびウルツ鉱状層を交互にしたような積層構造材であると見なすことができる。構造の観点からすると、このような化合物は、ウルツ鉱型の材料のエピタキシャル成長用の有望な基板である。

【0024】  $\text{ScMgAlO}_4$  は、本発明による化合物のグループの中の一つであり現在の所最も好ましい材料である。これらは公知のチェコラフスキー (Czochralski) 方法により単結晶ボール (single crystal boule) として容易に成長可能である。

【0025】 化学量論的組成物の溶融体を 44.01 g の  $\text{MgO}$  と 75.31 g の  $\text{Sc}_2\text{O}_3$  を混合して用意し、この混合物をペレット状にしてこのペレットを 55.68 g の  $\text{Al}_2\text{O}_3$  と共に従来のイリジウム製のるつぼの中に置き、従来の無線周波数誘導路内で  $\text{N}_2$  下でこのるつぼを加熱する。出発材料は少なくとも 4 N の純度を持ち市販されたものである。

【0026】 この組成物は、1900℃ で完全に溶融状態となる。この時点で薄いイリジウム製のロッドをこの溶融状態のマス内に浸し、多結晶の  $\text{ScAlMgO}_4$  のボタンがロッドの先端に形成されるように若干引き抜く。この溶融状態のマスはその後このボタンと接触し、その上に個体化  $\text{ScAlMgO}_4$  が付着したロッドを 15 rpm で回転しながらゆっくりと引き上げる (最初は 2.5 mm/時)。1 − 0.5 時間後この引き上げ速度は徐々に増加して 4 mm/時となるようにする。引き上げ条件は、公知の方法で調整し、メインボディ (17 mm 直径で約 60 mm 長) にゆっくり混じり合うようにネックを有するボールで、約 7 mm の直径で 10 mm の長さのものを生成する。これはボール内の比較的大きな結

晶の数を制限しながら成長するために行われる。この方法は極めて有効でいくつかの大きな結晶を有するようなボール（その代表的な寸法は50mm長で約7mmの幅）を生成する。

【0027】一旦適切なシード結晶が得られるとほぼ実質的に単結晶のボールを成長させることは簡単なことである。本発明による他の化合物のボールも前述の方法により成長させることができる。

【0028】 $\text{ScAlMgO}_4$  は、雲母状材料で基底面上で容易にへき開できる。現在入手可能なサンプルでは、表面は容易にそげ落ち易く、そのため硬化が必要である。しかしこれは改良した結晶品質でもって改良することもでき我々の経験では他の雲母状材料と同様である。

【0029】上記の方法で成長した $\text{ScAlMgO}_4$  ボールの1部から実質的に単結晶のスライスがレーザー刃でもって分離される。その後このスライスを従来の方法により研磨ブロック上に搭載し、へき開面（基底面）で平行に平になるまで紙やすりでもって研磨する。その後このプロセスを反対面に対しても繰り返し、さらにその後、LINDEA（登録商標）とLINDEB（登録商標）の研磨化合物でもって意図した成長面を研磨する。研磨ペーパー上のSYTON（登録商標）を用いて成長面を最終的に研磨した後、Inを有する加熱ブロックにこのスライスをハンダ付けし、市販のMBEシステム内に前述した（R.J.Spah et al., Applied Physics Letters, Vol.53, p.441 (1988)）の窒素プラズマソースでもって移送する。

【0030】この基板は真空中で700℃まで加熱し、その後600℃と650℃の間の温度で窒素プラズマに短い時間曝す。この窒素プラズマは、60-80mTorrの $\text{N}_2$  内でRFパワーが10-200ワットで励起される。この表面のRHEED (reflection high energy electron diffraction 反射高エネルギー電子回折) をこのプロセスの間モニターする。予備的に窒素プラズマに曝すことによって基板のRHEEDパターンに改良が見られる。その後この基板をGa炉のシャッタを開くことによりGaビームに曝し、そしてGaNの成長が開始する。このGa炉の温度は、GaNの成長レートが80-500nm/時となるように設定される。このRHEEDパターンはGaNの成長の開始時は輝いたまま (bright) である。これを $\text{Al}_2\text{O}_3$ 上のGaNの成長のスタート時のパターン強度の減少の観測データと比較する。 $\text{ScAlMgO}_4$  上のGaNのサンプルのRHEEDパターンは、通常このフィルムの成長の間中シャープで輝いたままであり、このことはGaN層の高結晶品質を意味する。成長の完了後このサンプルを成長チャンバから取り除きさらにX線解析とカソードルミネセンスでもって特徴づける。前者のX線解析は、 $\text{CuK}\alpha$ 放射の4軸解析メータ上で行われ、後者のカソードルミネセンスは走

査型電子顕微鏡 (10KV) 内で行われる。

【0031】従来のX線走査が方向性をチェックするために2つのサンプルに対し実行された。両方のGaNフィルムは(001)方向で第2の方向はみられなかった。サンプルの1つは、わずか80nmの厚さでそのファイスキャンはIII-V属窒化物フィルムの対応する基板ピークよりもわずかに0.1°だけ幅広かった。当業者は、この結果は、素晴らしいものであると認識するであろう。III-V属窒化物フィルムの結晶品質は、フィルムの厚さが増すにつれて良くなり、0.5μm以下の厚さのフィルムに対しては結晶品質は極めて悪い。第2のGaNフィルム (2μm厚さ) のロッキングカーブ (rocking curve) は0.3°のFWHMを示した。

【0032】上記のGaNフィルムのカソードルミネセンス特徴は、欠陥ルミネセンスは、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 上に堆積された従来の類似フィルムに比較して、本発明によるフィルムでは、約1/5に低下した。この結果は、本発明によるフィルム内で結晶品質が極めて改善されたことを意味する。

【0033】上記の方法により用意した、GaNの品質はサファイア上で同一条件で成長したGaNよりも明らかに良好ではあるが、この品質は例えば基板の準備を最適化することによりさらに容易に改善できる。

【0034】化学量論的組成の溶融物 (stoichiometric melt) を徐冷することにより成長させた $\text{ScAlMgO}_4$ の単結晶パレット (最大横寸法が約1cm) 上にGaNを成長させたが同様な結果が得られた。さらにまた本発明による基板材料の成長に他の成長技術も適応できる。さらに当業者は、III-V属窒化物半導体を基板上に生成させることは、必ずしもMBE法である必要はなく適当な技術例えばMOCVD, 蒸気位相 (vapor transport), 反応性スパッタリングあるいはプラズマレーザー堆積を用いて行うこともできる。

【0035】本発明により基板上にIII-V属窒化物半導体の適当な層構造を成長させた後、このようにして得られた中間物を所望の素子となるように処理する。これに関しては、前掲のS. 中村の論文を参照のこと。通常、このような処理方法は、窒化物層構造体のパターンニングと接点が層構造を介して電流が流れるよう形成するよう金属層を堆積し、パターン化することが含まれる。

【0036】図1は、本発明により基板12上にIII-V属窒化物層11を有する代表的なLED10を示す。この層構造は、GaNのパッド層13と、n-GaN層14と、n-AlGaN層15と、InGaN層16と、p-AlGaN層17と、p-GaN層18と接点19と19'とからなり、これは前掲のS. 中村の図3と同様である。層構造のパターンニングは、S.J.Pearson et al., Materials Research Society Symposium Proceedings, Vol.339, p.179(1994)に開示されている。

本発明によるレーザはレーザキャビティを規定する反射

手段（例、適当なコーティング面）を有する同様な層構造を有する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明による素子例えばLEDの断面を表す図

【符号の説明】

10 LED

11 III-V属窒化物層

12 基板

13 GaNのバッファ層

14 nGa<sub>0.9</sub>N層

15 nAlGa<sub>0.3</sub>N層

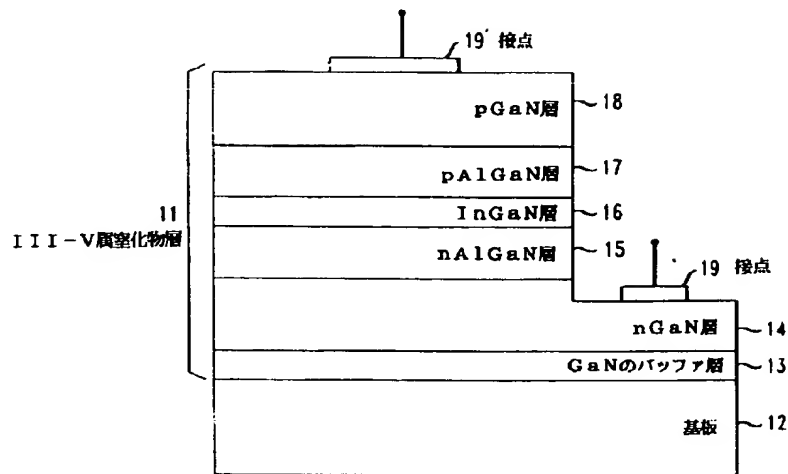
16 InGa<sub>0.5</sub>N層

17 pAlGa<sub>0.3</sub>N層

18 pGa<sub>0.5</sub>N層

19, 19' 接点

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

H01L 21/205

33/00

H01S 3/18

識別記号

片内整理番号

FI

H01L 21/205

33/00

H01S 3/18

技術表示箇所

A

(72)発明者 デニス ノーマン、ブキャナン  
アメリカ合衆国、07940 ニュージャージ  
ー マジソンアベニュー マップル 49

(72)発明者 エリオット ホワード、ハートフォード  
アメリカ合衆国、07974 ニュージャージ  
ー ニュープロビデンス ユニオンアベニ  
ュー 299

(72)発明者 リン フランシス、シュネメイヤー  
アメリカ合衆国、07042 ニュージャージ  
ー モントクレアアベニュー コロンブス